

This Page Is Inserted by IFW Operations  
and is not a part of the Official Record

## **BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images,  
please do not report the images to the  
Image Problem Mailbox.**

**Japanese Patent Office**  
**Patent Laying-Open Gazette**

Patent Laying-Open No.	4-198417
Date of Laying-Open:	July 17, 1992
International Class(es):	C 21 D 6/00 C 22 C 38/00 38/40 C 23 C 8/22

(10 pages in all)

---

Title of the Invention:	Method of Preparing Bearing Steel
Patent Appln. No.	2-335742
Filing Date:	November 29, 1990
Inventor(s):	Nobuhiro MURAI and Kenji AIHARA
Applicant(s):	Sumitomo Metal Industries, Ltd.

1. Title of the Invention

Method of Preparing Bearing Steel

2. Scope of Claim for Patent

(1) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %	Si: not more than 2.0 %,
Cr: 1.0 to 6 %,	Ni: not more than 3.0 %

in weight percentage with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(2) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

Mo: not more than 1.5 %

in weight percentage with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(3) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

in weight percentage while also containing at least one of:

Nb: 0.01 to 1.0 %,      V: 0.01 to 1.0 %

with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(4) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

Mo: not more than 1.5 %

in weight percentage while also containing at least one of:

Nb: 0.01 to 1.0 %,      V: 0.01 to 1.0 %

with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(5) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

B: 0.0010 to 0.0050 %

in weight percentage with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(6) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

B: 0.0010 to 0.0050 %,      Mo: not more than 1.5 %

in weight percentage with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(7) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

B: 0.0010 to 0.0050 %

in weight percentage while also containing at least one of:

Nb: 0.01 to 1.0 %,      V: 0.01 to 1.0 %

with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

(8) A method of preparing bearing steel exhibiting excellent rolling

fatigue strength also at a relatively high temperature by spheroidizing/annealing steel containing:

C: 0.7 to 1.5 %      Si: not more than 2.0 %,

Cr: 1.0 to 6 %,      Ni: not more than 3.0 %

B: 0.0010 to 0.0050 %,      Mo: not more than 1.5 %

in weight percentage while also containing at least one of:

Nb: 0.01 to 1.0 %,      V: 0.01 to 1.0 %

with the rest consisting of Fe and unavoidable impurities, thereafter performing cementation in the temperature range of 750 to 1000°C, subsequently performing quench hardening from 900 to 750°C and thereafter performing tempering.

⑫ Int. Cl. 5

識別記号

庁内整理番号

⑬ 公開 平成4年(1992)7月17日

C 21 D 6/00

1 0 1 K

7047-4K

C 22 C 38/00

3 0 1 K

7047-4K

C 23 C 38/40

8/22

7047-4K

8116-4K

審査請求 未請求 請求項の数 8 (全 10 頁)

⑭ 発明の名称 軸受鋼の製造方法

⑮ 特 願 平2-335742

⑯ 出 願 平2(1990)11月29日

⑰ 発 明 者 村 井 錫 宏 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑱ 発 明 者 相 原 賢 治 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社内

⑲ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

⑳ 代 理 人 弁理士 今 井 毅

明 細 書

1. 発明の名称

軸受鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,

Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続き900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(2) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,

Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,

Mo : 1.5%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼

を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続き900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(3) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,

Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,

を含有すると共に、更に

Nb : 0.01~1.0%, V : 0.01~1.0%

の1種以上を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続き900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(4) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,

Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,

Mo : 1.5%以下

を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(5) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,

Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,

B: 0.0010~0.0050%

を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃からの焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(6) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,

Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,

B: 0.0010~0.0050%, Mo: 1.5%以下

を含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(7) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,

Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,

B: 0.0010~0.0050%

を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

- 3 -

(8) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,

Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,

B: 0.0010~0.0050%, Mo: 1.5%以下

を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

### 3. 発明の詳細な説明

#### (産業上の利用分野)

この発明は、常温ではもとより、300℃程度までの比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受用鋼の製造方法に関する。

#### (従来技術とその課題)

近年、例えば自動車産業の分野での燃費向上施

- 4 -

策等に見られるように、各種機械・設備における使用部品の軽量化要請が高まっているが、特に動力伝達部品の場合には、軽量化に伴って部品が負担する応力は相応に大きくなるので軽量化と同時に材料の高強度化も必要となる。

ところで、動力伝達系に使用される軸受については、上記のような小型化に伴った高強度化が必要であることは勿論であるが、特にエンジンの周辺部に使用されるものでは、同時にエンジンの高速回転による潤滑油の温度上昇(120~300℃)にも十分耐えるだけの強度、即ち耐熱性を有していることも重要な要件となる。ここで、軸受材料の場合に必要な強度とは「玉又はころとレースとの間の繰り返しころがり接触による表面剥離に対する強度(以降、「転動疲労強度」と称する)」のことであり、これが軸受の寿命を左右する。従って、自動車等の動力伝達部に使用される軸受のうち、特にエンジン周辺部で使用されるものについては、120~300℃の温度においても高い転動疲労寿命を発揮することが必要となる訳である。

- 5 -

- 114 -

- 6 -

このような軸受用の材料として、従来からJISに規定されたSUJ2鋼の焼入れ・焼戻し材が最も頻繁に使用されてきたが、それでもこの材料では前述した120～300℃程度の温間での耐熱性は十分と言えなかった。つまり、SUJ2鋼製の軸受では、120～300℃の温間に長時間曝されると表面は焼戻し作用を受けて軟化し、転動疲労寿命の大幅な低下が生じた訳である。このため、軸受に必要な転動疲労寿命は接触面となる表面の硬さに大きく左右されるとされているにもかかわらず、SUJ2鋼の場合には使用温度が寿命を左右することとなりがちであった。

このようなSUJ2鋼の欠点を補うには、材料表面を軟化抵抗の高い金属組織とするか、或いは表面硬度を上昇させる必要があり、そのためこれまで鋼組成や表面処理方法に様々な工夫が試みられ、多くの提案もなされてきた。その代表的なものとして、例えば

a) SUJ2鋼のSi量を増すことによって焼戻し軟化抵抗を増加させ、転動疲労寿命の向上を図

る提案(特開平1-255650号)。

b) 高Cr低・中炭素鋼を浸炭し、表層部に炭化物を分散析出させることによって表面硬度を上昇させ、転動疲労寿命の向上を図る提案(特開平2-107755号)。

等を挙げることができる。

しかしながら、前記提案a)の場合は、Si量の増加のみでは軟化抵抗の向上に限界があり、高Si量としても使用温度が200℃以上になると急激に硬度が低下するため、200℃以上における転動疲労寿命の向上は期待できなかった。

また、前記提案b)の場合は、炭化物の析出による表面硬度の上昇や軟化抵抗の向上が期待できるので温間での硬さ低下は提案a)の場合に比べて小さいが、それでも転動疲労寿命の向上効果が十分とは言えず、300℃程度までの温間における転動疲労寿命の目立った改善を達成することはできなかった。これは、提案b)の手法で炭化物の分散析出が図られた材料は、炭化物の析出形態が転動疲労寿命の向上に十分適合していないことによる

- 7 -

ものと考えられる。

このようなことから、本発明が目的としたのは、従来材に比べて大幅に改善された転動疲労強度を有し、120～300℃の比較的高い温度域においても優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を提供することであった。

(課題を解決するための手段)

本発明者等は、上記目的を達成すべく、特に浸炭によって表層部に炭化物を分散析出させた軸受鋼の表面硬度や軟化抵抗の向上効果に着目しつつ、120～300℃程度の比較的高い温度下での転動疲労寿命の更に安定した向上策を求めて鋭意研究を重ねた。

ここで、浸炭により鋼の表層部に炭化物を効果的に析出・分散させるためには、原則として、浸炭前の組織の中に炭化物析出浸炭時の析出サイトとなるべき核を予め分散させておく必要があると言う基礎的な事実がある。つまり、前組織の中に前記核の分散が無ければ、浸炭時における炭化物の析出は優先的にオーステナイト粒界で起きるこ

- 8 -

ととなる。このようなオーステナイト粒界への炭化物の析出が起きると、機械構造部品として必要な靱性が大幅に劣化することは言うまでもない。従って、120～300℃の温度域においても高い転動疲労寿命を確保するには、オーステナイト粒界への炭化物析出を極力阻止し、オーステナイト粒内に炭化物を析出させることが必要であり、このためには浸炭の前組織に炭化物の析出サイトとなる核を分散させておくことが必要である。

そこで、本発明者等はこのような観点から種々の調査を行った結果、次のような事実を見出したのである。

(a) 浸炭時に炭化物を粒界に析出させずに粒内に分散して析出させる核としては“浸炭時に析出する炭化物の結晶構造と同じもの”が最も良く、核としてこのようなものを選ぶことが析出サイトを最も有効に働かせる手立てとなる。従って、浸炭時に析出する炭化物がM<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型の場合には、前組織にM<sub>7</sub>C<sub>3</sub>型の炭化物を予め分散しておけば、浸炭にて粒内に均一に炭化物を析出させることが

- 9 -

- 115 -

- 10 -



可能となる。

(b) そして、高炭素鋼の場合には炭化物析出浸炭の前組織として球状化焼鈍組織を利用することができ、該組織の球状化した炭化物は浸炭による炭化物の析出核として有効に作用し、同一結晶構造の炭化物の析出を促す。

(c) なお、前記核は浸炭中にマトリックス中へ完全に溶解してはならない。浸炭中に核(炭化物)がマトリックス中へ完全に溶解すると浸炭による炭化物の析出は粒界で優先的に生じることとなる。このため、炭化物析出浸炭は、核がマトリックスに完全に溶解しない“温度-時間バランス”で行う必要がある。

それ故、浸炭の前組織として球状化焼鈍組織を利用する場合には、球状化焼鈍炭化物を完全に溶解させない“温度-時間バランス”で浸炭処理を行うことが要求される。

なお、第1図は、直径約1mmの炭化物を有するS U J 2鋼の球状化焼鈍組織の溶解曲線を示している。この溶解曲線を境界として、その下方領域

の“温度-時間バランス”では球状化焼鈍炭化物は完全に溶解せず一部残存する。従って、このような“温度-時間バランス”で浸炭を行った場合には、浸炭中に球状化焼鈍炭化物は溶解せず析出核として作用し、鋼の変層部に炭化物を均一に分散・析出させることができる。

第2図は、S U J 2鋼を第1図中に示した条件A、B、Cの“温度-時間バランス”で浸炭した際の鋼のミクロ組織を示しており、第2図(a)は条件A、第2図(b)は条件B、第2図(c)は条件Cで得られたものである。この第2図からも、浸炭中に析出核となるべき球状化焼鈍炭化物が完全に溶解する条件Aでは炭化物の析出が粒界に偏って生じるのに対して、球状化焼鈍炭化物が残存する条件B、Cでは粒内に炭化物が分散・析出するので均一な炭化物析出層を得られることが分かる。

(d) 従って、高炭素鋼をベースにし、その球状化焼鈍炭化物を炭化物析出の核として利用しつつ炭化物析出浸炭を行い、鋼表面の粒内に炭化物を微細に析出させると鋼の表面硬度和焼鈍軟化抵抗

- 1 1 -

が著しく上昇し、このように製造された軸受鋼では120~300℃の使用温度においても優れた転動疲労寿命を示すようになる。

(e) ただ、球状化焼鈍炭化物を核として利用し、浸炭によって供給されるCを炭化物としてオーステナイト粒内に分散した核に析出させても、実際にはオーステナイト粒界にも微量に炭化物が析出するのを防止することは困難である。この量は、核が全く無い時に比べると大きく減少はするが、強度に対する多少の影響を免れることはできない。しかしながら、鋼成分として適量のBを添加した高炭素B鋼をベースにした場合には、粒界の有害な析出炭化物をより一層減少させることが可能となり、一段と優れた強度向上効果を確保できるようになる。

本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、

「C: 0.7~1.5% (以降、成分割合を表わす%は重量%とする)。

Si: 2.0%以下、 Cr: 1.0~6%。

- 1 3 -

- 1 2 -

Ni: 3.0%以下

を含むか、或いは更に

B: 0.0010~0.0050%, Mo: 1.5%以下。

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことにより、常温から300℃程度の比較的高い温度の領域にかけて優れた転動疲労強度を示す軸受鋼を工業的に安定して提供し得るようにした点」

に大きな特徴を有している。

次に、本発明において適用鋼の化学成分組成及びその処理条件を前記の如くに限定した理由を説明する。

A) 鋼の化学成分組成

C

本発明では鋼のオーステナイト領域において炭化物析出焼鈍が行われるが、そのため高温のオー

- 1 4 -

ステナイト領域で析出核として利用する球状化焼鈍炭化物を安定に残存させておく必要がある。そして、Cには析出核となる球状化炭化物を高温のオーステナイト領域で安定させる作用があるのでその作用を利用すべく添加されるが、C含有量が0.7%未満では亜共析組織となってオーステナイト領域での球状化焼鈍炭化物の安定性が十分でなくなる。ところが、一方、Cには鋼の鍛造過程で中心に粗大炭化物の中心偏析を助長し、製品の機械的性質を劣化させる作用もある。そして、1.5%を超えてCを含有させると前記粗大炭化物が中心に残存し、熱処理によっても消失が困難になる。従って、C含有量は0.7~1.5%と定めた。

#### Si

Siは基体組織のマルテンサイトに固溶してマルテンサイトを強硬化する作用があり、これを通じて転動疲労強度を向上させる効果をもたらす。しかし、一方では、炭化物析出浸炭の際に炭化物を析出させにくくする作用もあり、2.0%を超えてSiを含有させると炭化物が析出しなくなる恐れが

ある。従って、Si含有量は2.0%以下と定めた。

#### Cr

Crは炭化物析出元素であり、炭化物析出浸炭の際の析出反応を促進する作用があるが、その含有量が1.0%未満では炭化物析出反応の促進作用が不十分で、浸炭処理中に核である球状化炭化物も凝集粗大化してしまい、転動疲労強度向上に寄与する炭化物分散組織を得ることができない。一方、Crは共晶点を低炭素側に移動させ、C量によっては鍛造の際の粗大炭化物の中心偏析を助長して製品の機械的性質を劣化させる作用もあり、本発明のC含有量範囲では、Cr含有量が6%を超えると熱処理によっても消失が困難な粗大炭化物の中心偏析を避け難くなる。従って、Cr含有量は1.0~6%と定めた。

#### Ni

Niも、Siと同様、基体組織のマルテンサイトに固溶してこれを強硬化する作用を有しており、この作用を通じて転動疲労強度を向上させる効果を発揮するが、一方で、炭化物析出浸炭の際に炭化

- 15 -

物を析出させにくくする作用もある。特に、Ni含有量が3.0%を超えると炭化物の析出が不十分となることから、Ni含有量は3.0%以下と定めた。

#### B

Bは、浸炭時に粒界へ炭化物が析出するのを阻止し、120~300℃での転動疲労寿命を向上させる効果があるので必要により含有せしめられるが、その含有量が0.0010%未満であると上記効果が十分でなく、一方、0.0050%を超えて含有させてもより以上の向上効果が認められないことから、B含有量は0.0010~0.0050%と定めた。

#### Mo

Moは、Ni及びSiと同様、基体組織であるマルテンサイトに固溶して強硬化させる作用のほか、Crほどではないが浸炭地の炭化物析出反応を促進させる作用をも有していることから必要により含有せしめられるが、1.5%を超えて含有させても基体強硬化による転動疲労の向上効果が飽和してしまうので、Mo含有量は1.5%以下と定めた。

#### Nb及びV

Nb並びにVには、何れも浸炭中にCと結合してMC型の特殊炭化物となり、Fe、Crの炭化物と共に分散析出して転動疲労寿命を向上させる作用があるので、必要により1種又は2種が添加されるが、何れも含有量が0.01%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、1.0%を超えて含有させても転動疲労寿命の向上効果が飽和してしまう。従って、Nb及びVの含有量は、それぞれ0.01~1.0%と定めた。

#### B) 球状化焼鈍

球状化焼鈍は、浸炭処理の際の炭化物析出の析出サイトとなる核を形成するために必要不可欠な熱処理であり、浸炭処理後の鋼表面に炭化物を球状、微細に分散析出させる作用がある。従って、球状化焼鈍処理と浸炭処理の間に球状化焼鈍組織(特に炭化物の形態)を根本的に変える熱処理を行うべきでない。但し、機械加工、冷間鍛造、フェライト-パーライト域での軟化焼鈍等は球状化焼鈍組織の炭化物の形態を大幅に変えるものでもない。従って、これらの処理については球状化焼鈍後、

- 17 -

-117-

- 18 -

浸炭処理前に行うことができる。

### C) 浸炭処理

浸炭処理は、先立つ球状化焼鈍で生成された炭化物を核にして更なる炭化物を球状微細に析出させ、鋼表面部の硬度や軟化抵抗を増大させて転動疲労寿命を向上させるために施される。

なお、上述のように転動疲労寿命の向上のためには表面硬度を上昇させることが必要であり、このためには炭化物の分散析出に加え、マトリックスを高炭素マルテンサイトにする必要がある。そして、高炭素マルテンサイトを得るためにはC固溶度が大きいオーステナイト領域で浸炭する必要がある。しかし、浸炭温度が750℃未満ではオーステナイト領域での浸炭が不可能となる。一方、1000℃を超える温度域で浸炭すると炭化物析出の核となる球状化焼鈍炭化物が消失するので、浸炭によって供給される炭化物はオーステナイト粒界に粗大化して析出することとなり、転動疲労寿命強度を劣化させる。従って、浸炭処理温度は750～1000℃と定めた。

浸炭処理の方法としては固体法、塩浴法、ガス法、イオン法があるが、何れの方法によっても本発明の目的を達成できるので特に限定する必要はない。また、浸炭時間については、製品によって必要な炭化物分散層の濃度が変わるのでそれに応じて適正な時間を選ぶ必要がある。

### D) 焼入れ処理

焼入れ処理は、マトリックスを高炭素マルテンサイトに変態させ、炭化物析出層及び芯部の硬度を上昇させるために実施される。

ここで、焼入れによって高炭素マルテンサイトを得ようとするとき一般には高温相のオーステナイトがマトリックスの中に残留しがちである。これを残留オーステナイトと言うが、多量に残留すれば軸受駆動中の軸受の寸法安定性が劣化し、騒音や焼付の問題が生じる。そして、焼入れ温度が高くなるほど残留オーステナイトに多量に残留する。特に、900℃を超える温度域から焼入れを行うと急激に残留オーステナイトが増加し、軸受の寸法安定性を損なうようになる。一方、マトリッ

- 19 -

- 20 -

スを高炭素マルテンサイトにするためにはオーステナイト域から焼入れる必要があるが、焼入れ温度が750℃未満であるとオーステナイト域からの焼入れが不可能となる。従って、焼入れ温度は900～750℃と定めた。

### E) 焼戻し処理

焼戻しは、焼入れによって生成した高炭素マルテンサイトに韌性を付与するため施される。この場合、焼戻し温度は特に限定されるものではないが、軸受の使用温度よりも50～100℃高い温度で行うことが望ましい。

続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

#### (実施例)

##### 実施例 1

第1表に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた鋳塊を熱間鍛造して直径70mmの丸棒材を製作した。

次いで、試験番号35及び36を除く全ての鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により

- 21 -

- 118 -

第 1 表 の 1

試験 番号	適 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)											250℃での回転疲 劣寿命 (L <sub>10</sub> ) (hr)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Fe及び不純物		
本 発 明 例	1	1.01	0.25	0.41	0.008	0.003	1.52	0.01	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>4</sup>
	2	1.02	0.26	0.44	0.009	0.003	3.21	0.01	0.01	—	—	残	3.3×10 <sup>4</sup>
	3	0.89	0.23	0.42	0.008	0.004	5.81	0.01	0.01	—	—	残	6.1×10 <sup>4</sup>
	4	0.82	0.28	0.44	0.007	0.002	5.51	2.01	0.01	—	—	残	8.7×10 <sup>4</sup>
	5	0.89	0.33	0.43	0.009	0.003	5.66	2.89	0.01	—	—	残	9.1×10 <sup>4</sup>
	6	0.88	1.63	0.46	0.008	0.002	5.58	0.01	0.01	—	—	残	7.5×10 <sup>4</sup>
	7	1.02	0.26	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	1.03	—	—	残	6.2×10 <sup>4</sup>
	8	0.83	0.28	0.44	0.007	0.002	5.53	2.02	1.06	—	—	残	2.2×10 <sup>5</sup>
	9	0.89	1.63	0.46	0.008	0.002	5.58	0.01	1.01	—	—	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	10	1.02	0.26	0.44	0.009	0.003	3.23	0.01	0.01	0.053	—	残	3.9×10 <sup>4</sup>
	11	0.86	0.31	0.45	0.007	0.003	5.53	2.01	0.01	0.054	—	残	1.3×10 <sup>5</sup>
	12	0.88	1.63	0.45	0.008	0.002	5.67	0.01	0.01	0.061	—	残	7.3×10 <sup>4</sup>
	13	1.03	0.26	0.44	0.008	0.003	3.24	0.01	0.01	—	0.21	残	4.5×10 <sup>4</sup>
	14	0.88	0.30	0.46	0.007	0.004	5.53	2.02	0.01	—	0.28	残	1.1×10 <sup>5</sup>
	15	0.87	1.64	0.41	0.008	0.002	5.68	0.01	0.01	—	0.28	残	7.7×10 <sup>4</sup>
	16	0.88	0.24	0.44	0.008	0.003	5.51	2.02	0.01	0.053	0.35	残	1.9×10 <sup>4</sup>
	17	0.87	1.62	0.43	0.006	0.003	5.66	0.01	0.01	0.051	0.33	残	8.8×10 <sup>4</sup>
	18	1.03	0.26	0.44	0.007	0.003	3.26	0.01	0.99	—	0.38	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	19	0.84	0.28	0.44	0.008	0.002	5.54	2.02	1.03	—	0.35	残	2.5×10 <sup>5</sup>
	20	0.90	1.63	0.46	0.008	0.003	5.58	0.01	1.04	—	0.33	残	8.8×10 <sup>4</sup>
	21	0.88	0.24	0.43	0.008	0.003	5.66	2.02	1.04	0.053	0.38	残	2.8×10 <sup>5</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 2 2 -

第 1 表 の 2

試験 番号	通 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)											250℃での回転疲 劣寿命 (L <sub>10</sub> ) (hr)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Fe及び不純物		
比 較 例	22	0.65	0.28	0.43	0.008	0.003	3.31	0.01	0.01	—	—	残	4.8×10 <sup>4</sup>
	23	1.55	0.26	0.43	0.008	0.002	3.21	0.01	0.01	—	—	残	1.3×10 <sup>5</sup>
	24	0.88	0.23	0.44	0.008	0.003	6.32	0.01	0.01	—	—	残	6.9×10 <sup>4</sup>
	25	1.00	0.27	0.43	0.009	0.002	0.73	0.01	0.01	—	—	残	4.9×10 <sup>4</sup>
	26	0.83	0.28	0.44	0.007	0.003	5.53	3.43	0.01	—	—	残	5.3×10 <sup>4</sup>
	27	0.89	0.33	0.43	0.009	0.003	5.63	3.38	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>4</sup>
	28	0.88	2.31	0.46	0.008	0.002	5.56	0.01	0.01	—	—	残	7.3×10 <sup>4</sup>
	29	1.02	0.26	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	1.53	—	—	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	30	1.01	0.26	0.44	0.009	0.003	3.22	0.01	0.01	0.008	—	残	1.6×10 <sup>4</sup>
	31	1.02	0.27	0.44	0.009	0.003	3.23	0.01	0.01	1.21	—	残	1.4×10 <sup>4</sup>
	32	1.03	0.26	0.46	0.008	0.002	3.25	0.01	0.01	—	0.007	残	1.2×10 <sup>4</sup>
	33	1.03	0.26	0.45	0.009	0.003	3.24	0.01	0.01	—	1.180	残	3.8×10 <sup>4</sup>
従 来 例	34	0.21	0.25	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	0.01	—	—	残	5.4×10 <sup>4</sup>
	35	1.31	1.68	0.78	0.009	0.003	1.13	0.01	0.25	—	—	残	3.2×10 <sup>4</sup>
	36	0.98	0.26	0.43	0.008	0.003	1.38	0.01	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>4</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 2 3 -

—119—

直径60mm、厚さ7mmの円盤とし、その後浸炭焼入れ、焼戻しを行い、表面を鏡面研磨して転動疲労試験片を作成した。

なお、浸炭焼入れは、900℃×10hrで浸炭し、850℃から20℃の油中に焼入れした。焼戻しは320℃×1hrで行った。

一方、試験番号35及び36の鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により直径60mm、厚さ7mmの円盤状とし、その後800℃から20℃の油中への焼入れ、320℃×1hrの焼戻しを施して転動疲労試験片とした。

次に、上記要領で製作した試験片にて転動疲労試験を行った。試験条件は

接触応力：560kgf/mm<sup>2</sup>、

油温：250℃、

鋼球：3/8" 適正仕上軸受鋼に設定した。

これらの結果を第1表に併せて示す。

第1表に示される結果からも明かなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材で

は、250℃での転動疲労寿命が何れも従来品に比べ約2～20倍向上していることが確認できる。これは、浸炭に先立って球状化焼鈍により炭化物の析出核を形成させておくと、浸炭時における炭化物の析出が均一微細に生じることとなって、比較的高温域での転動疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。

#### 実施例 2

第2表の試験番号37～72に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた鋳塊を熱間鍛造して直径70mmの丸棒材を製作した。

次いで、これらの鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により直径60mm、厚さ7mmの円盤とし、その後浸炭焼入れ、焼戻しを行い、表面を鏡面研磨して転動疲労試験片を作成した。

浸炭焼入れ及び焼戻しの条件は、実施例1の試験番号1～33の場合と同様であった。

なお、第2表に示した試験番号34～36(従来例)は実施例1に係わる第1表の試験番号34～36と同じであり、比較のため単に引用したものである。

- 24 -

- 25 -

第 2 表 の 1

試験 番号		通 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)											250℃での転動疲 勞寿命 (L <sub>50</sub> ) (hr)	
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Mo	Nb	V		Fe及び不純物
本 発 明 例	37	1.00	0.26	0.41	0.008	0.003	1.53	0.01	0.0013	0.01	—	—	残	1.2×10 <sup>6</sup>
	38	1.00	0.27	0.42	0.007	0.004	1.52	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	1.4×10 <sup>6</sup>
	39	1.03	0.26	0.43	0.007	0.003	1.52	0.01	0.0043	0.01	—	—	残	1.4×10 <sup>6</sup>
	40	1.02	0.25	0.43	0.008	0.003	3.25	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	4.1×10 <sup>6</sup>
	41	0.88	0.23	0.42	0.006	0.003	5.81	0.01	0.0024	0.01	—	—	残	7.8×10 <sup>6</sup>
	42	0.87	0.24	0.43	0.007	0.004	5.83	1.99	0.0026	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	43	0.88	0.25	0.42	0.008	0.003	5.81	2.89	0.0025	0.01	—	—	残	1.2×10 <sup>7</sup>
	44	0.86	1.68	0.41	0.007	0.003	5.83	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	9.6×10 <sup>6</sup>
	45	1.03	0.24	0.42	0.006	0.004	3.26	0.01	0.0024	1.02	—	—	残	8.1×10 <sup>6</sup>
	46	0.88	0.23	0.43	0.008	0.004	5.58	1.97	0.0026	1.01	—	—	残	2.8×10 <sup>7</sup>
	47	0.84	0.24	0.41	0.008	0.005	5.83	0.01	0.0028	0.99	—	—	残	8.6×10 <sup>6</sup>
	48	1.02	0.23	0.44	0.007	0.003	3.25	1.98	0.0023	0.01	0.055	—	残	5.1×10 <sup>6</sup>
	49	0.83	0.23	0.43	0.008	0.004	5.85	0.01	0.0025	0.01	0.054	—	残	1.7×10 <sup>7</sup>
	50	0.82	1.67	0.42	0.007	0.003	5.86	0.01	0.0026	0.01	0.054	—	残	9.1×10 <sup>6</sup>
	51	1.00	0.22	0.43	0.006	0.003	3.24	0.01	0.0025	0.01	—	0.25	残	5.8×10 <sup>6</sup>
	52	0.86	0.25	0.41	0.007	0.003	5.84	1.97	0.0028	0.01	—	0.23	残	1.4×10 <sup>7</sup>
	53	0.87	1.69	0.41	0.006	0.004	5.84	0.01	0.0026	0.01	—	0.23	残	9.9×10 <sup>6</sup>
	54	0.88	0.26	0.42	0.007	0.003	5.83	2.01	0.0024	0.01	0.054	0.35	残	2.4×10 <sup>7</sup>
	55	0.86	1.68	0.41	0.006	0.004	5.66	0.01	0.0026	0.01	0.051	0.38	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	56	1.01	0.24	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	0.0025	0.98	—	0.35	残	8.6×10 <sup>7</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 26 -

—120—

## 第 2 表 の 2

試験 番号	適 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)													250℃での転動疲 勞寿命 (L <sub>10</sub> ) (hr)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Mo	Nb	V	Fe及び不純物		
本 発 明 例	57	0.89	0.24	0.43	0.006	0.003	5.54	1.97	0.0023	1.03	—	0.34	残	3.3×10 <sup>7</sup>
	58	0.88	1.69	0.43	0.008	0.003	5.57	0.01	0.0024	0.97	—	0.36	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	59	0.86	0.23	0.41	0.006	0.004	5.53	1.99	0.0024	0.98	0.053	0.37	残	3.5×10 <sup>7</sup>
比 較 例	60	1.03	0.24	0.43	0.007	0.003	1.54	0.01	0.0007	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	61	1.02	0.25	0.42	0.006	0.004	1.52	0.01	0.0056	0.01	—	—	残	1.3×10 <sup>6</sup>
	62	0.67	0.23	0.44	0.008	0.003	3.32	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	6.2×10 <sup>5</sup>
	63	1.58	0.23	0.43	0.006	0.004	3.33	0.01	0.0026	0.01	—	—	残	1.7×10 <sup>5</sup>
	64	0.87	0.23	0.42	0.007	0.004	6.41	0.01	0.0023	0.01	—	—	残	8.8×10 <sup>5</sup>
	65	0.99	0.24	0.43	0.008	0.004	0.81	0.01	0.0024	0.01	—	—	残	6.1×10 <sup>5</sup>
	66	0.82	0.23	0.43	0.006	0.003	5.43	3.21	0.0025	0.01	—	—	残	6.7×10 <sup>5</sup>
	67	0.88	2.43	0.42	0.008	0.003	5.84	0.01	0.0026	0.21	—	—	残	9.5×10 <sup>5</sup>
	68	1.03	0.26	0.43	0.009	0.004	3.25	0.01	0.0025	1.58	—	—	残	8.6×10 <sup>5</sup>
	69	1.02	0.25	0.44	0.008	0.003	3.24	0.01	0.0024	0.01	0.008	—	残	2.1×10 <sup>5</sup>
	70	1.01	0.23	0.42	0.007	0.003	3.31	0.01	0.0023	0.01	1.230	—	残	1.5×10 <sup>5</sup>
	71	1.00	0.24	0.43	0.008	0.003	3.26	0.01	0.0025	0.01	—	0.007	残	1.6×10 <sup>5</sup>
	72	1.02	0.26	0.42	0.008	0.004	3.25	0.01	0.0023	0.01	—	1.200	残	4.9×10 <sup>5</sup>
従 来 例	34	0.21	0.25	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	—	0.01	—	—	残	5.4×10 <sup>5</sup>
	35	1.31	1.68	0.78	0.009	0.003	1.13	0.01	—	0.25	—	—	残	3.2×10 <sup>5</sup>
	36	0.98	0.26	0.43	0.008	0.004	1.38	0.01	—	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>5</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 2 7 -

次に、上記の要領で製作した試験片にて転動疲労試験を行った。

この試験条件も、実施例 1 と同様であった。

これらの結果を第 2 表に併せて示す。

第 2 表に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材では、250℃での転動疲労寿命が何れも従来品に比べ約 3～30 倍向上していることが確認できる。これは、浸炭に先立つ球状化焼鈍による析出核生成と、B による粒界炭化物析出防止作用により、浸炭時における炭化物の析出が均一微細に生じることによって、比較的高温度での転動疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。

(効果の総括)

以上に説明した如く、本発明によれば、従来の軸受鋼に指摘された「120～300℃の使用温度で転動疲労寿命が低下する」と言う問題を解決し、常温から300℃の比較的高い温度までの広い使用温度域で優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を工業的に安定提供することが可能となり、自動

車におけるエンジン周辺部等の高い温度で使用される軸受の性能を一段と向上させ得るなど、産業上有用な効果がもたらされる。

## 4. 図面の簡単な説明

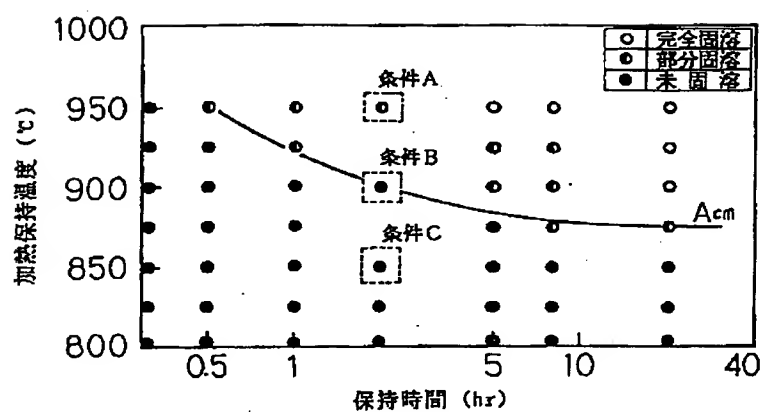
第 1 図は、SUJ2 鋼に係わる球状化焼鈍炭化物の溶解曲線である。

第 2 図は、球状化焼鈍 - 浸炭焼入処理後の組織を示す金属顕微鏡写真図であり、第 2 図(a)、第 2 図(b)、第 2 図(c)はそれぞれ浸炭処理条件が異なった場合を示している。

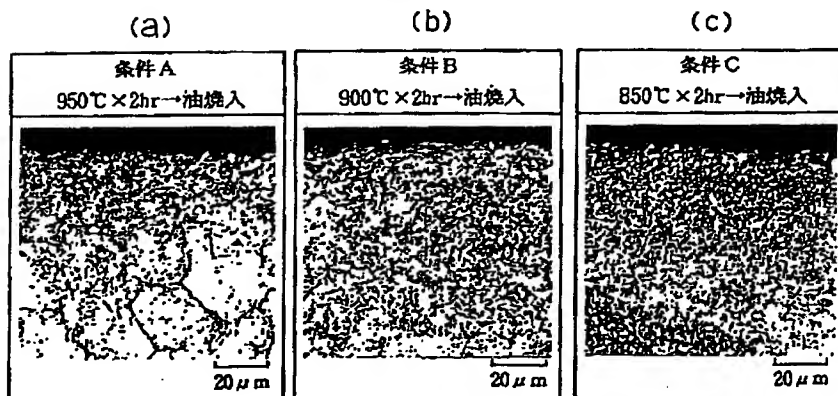
出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 今 井 毅

第 1 図



第 2 図



## ⑫ 公開特許公報(A) 平4-198417

⑬ Int. Cl.<sup>8</sup> 識別記号 庁内整理番号 ⑭ 公開 平成4年(1992)7月17日  
 C 21 D 6/00 1 0 1 K 7047-4K  
 C 22 C 38/00 3 0 1 K 7047-4K  
 38/40 H 7047-4K  
 C 23 C 8/22 8116-4K  
 審査請求 未請求 請求項の数 8 (全 10 頁)

⑮ 発明の名称 軸受鋼の製造方法

⑯ 特 願 平2-335742

⑰ 出 願 平2(1990)11月29日

⑱ 発 明 者 村 井 暢 宏 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社社内

⑲ 発 明 者 相 原 賢 治 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号 住友金属工業株式会社社内

⑳ 出 願 人 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

㉑ 代 理 人 弁理士 今 井 毅

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

軸受鋼の製造方法

## 2. 特許請求の範囲

## (1) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,  
 Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

## (2) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,  
 Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,  
 Mo : 1.5%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼

を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

## (3) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,  
 Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,

を含有すると共に、更に

Nb : 0.01~1.0%, V : 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

## (4) 重量割合にて

C : 0.7~1.5%, Si : 2.0%以下,  
 Cr : 1.0~6%, Ni : 3.0%以下,  
 Mo : 1.5%以下



を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(5) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,  
Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,  
B: 0.0010~0.0050%

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃からの焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(6) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,

Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,

B: 0.0010~0.0050%, Mo: 1.5%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

(7) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,  
Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,  
B: 0.0010~0.0050%

を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

- 3 -

(8) 重量割合にて

C: 0.7~1.5%, Si: 2.0%以下,  
Cr: 1.0~6%, Ni: 3.0%以下,  
B: 0.0010~0.0050%, Mo: 1.5%以下

を含有すると共に、更に

Nb: 0.01~1.0%, V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、この後焼戻し処理とを施すことを特徴とする、比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

### 3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

この発明は、常温ではもとより、300℃程度までの比較的高い温度においても優れた転動疲労強度を示す軸受用鋼の製造方法に関する。

(従来技術とその課題)

近年、例えば自動車産業の分野での燃費向上施

策等に見られるように、各種機械・設備における使用部品の軽量化要請が高まっているが、特に動力伝達部品の場合には、軽量化に伴って部品が負担する応力は相応に大きくなるので軽量化と同時に材料の高強度化も必要となる。

ところで、動力伝達系に使用される軸受については、上記のような小型化に伴った高強度化が必要であることは勿論であるが、特にエンジンの周辺部に使用されるものでは、同時にエンジンの高速回転による潤滑油の温度上昇(120~300℃)にも十分耐えるだけの強度、即ち耐熱性を有していることも重要な要件となる。ここで、軸受材料の場合に必要な強度とは「玉又はころとレースとの間の繰り返しころがり接触による表面剥離に対する強度(以降、「転動疲労強度」と称する)」のことであり、これが軸受の寿命を左右する。従って、自動車等の動力伝達部に使用される軸受のうち、特にエンジン周辺部に使用されるものについては、120~300℃の温度においても高い転動疲労寿命を発揮することが必要となる訳である。

- 4 -

- 5 -

- 6 -

このような軸受用の材料として、従来から J J S に規定された S U J 2 鋼の焼入れ・焼戻し材が最も頻りに使用されてきたが、それでもこの材料では前述した 120 ~ 300℃ 程度の温間での耐熱性は十分と言えなかった。つまり、S U J 2 鋼製の軸受では、120 ~ 300℃ の温間に長時間曝されると表面は焼戻し作用を受けて軟化し、転動疲労寿命の大幅な低下が生じた訳である。このため、軸受に必要な転動疲労寿命は接触面となる表面の硬さに大きく左右されるとされているにもかかわらず、S U J 2 鋼の場合には使用温度が寿命を左右することとなりがちであった。

このような S U J 2 鋼の欠点を補うには、材料表面を軟化抵抗の高い金属組織とするか、或いは表面硬度を上昇させる必要があり、そのためこれまで鋼組成や表面処理方法に様々な工夫が試みられ、多くの提案もなされてきた。その代表的なものとして、例えば

a) S U J 2 鋼の Si 量を増すことによって焼戻し軟化抵抗を増加させ、転動疲労寿命の向上を図

る提案 (特開平 1-255650 号)。

b) 高 Cr 低・中炭素鋼 を浸炭し、表層部に炭化物を分散析出させることによって表面硬度を上昇させ、転動疲労寿命の向上を図る提案 (特開平 2-107755 号)。

等を挙げることができる。

しかしながら、前記提案 a) の場合は、Si 量の増加のみでは軟化抵抗の向上に限界があり、高 Si 量としても使用温度が 200℃ 以上になると急激に硬度が低下するため、200℃ 以上における転動疲労寿命の向上は期待できなかった。

また、前記提案 b) の場合は、炭化物の析出による表面硬度の上昇や軟化抵抗の向上が期待できるので温間での硬さ低下は提案 a) の場合に比べて小さいが、それでも転動疲労寿命の向上効果が十分とは言えず、300℃ 程度までの温間における転動疲労寿命の目立った改善を達成することはできなかった。これは、提案 b) の手法で炭化物の分散析出が図られた材料は、炭化物の析出形態が転動疲労寿命の向上に十分適合していないことによる

- 7 -

ものと考えられる。

このようなことから、本発明が目的としたのは、従来材に比べて大幅に改善された転動疲労強度を有し、120 ~ 300℃ の比較的高い温度域においても優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を提供することであった。

(課題を解決するための手段)

本発明者等は、上記目的を達成すべく、特に浸炭によって表層部に炭化物を分散析出させた軸受鋼の表面硬度や軟化抵抗の向上効果に着目しつつ、120 ~ 300℃ 程度の比較的高い温度下での転動疲労寿命の更に安定した向上策を求めて鋭意研究を重ねた。

ここで、浸炭により鋼の表層部に炭化物を効果的に析出・分散させるためには、原則として、浸炭前の組織の中に炭化物析出浸炭時の析出サイトとなるべき核を予め分散させておく必要があると言ふ基礎的な事実がある。つまり、前組織の中に前記核の分散が無ければ、浸炭時における炭化物の析出は優先的にオーステナイト粒界で起きるこ

ととなる。このようなオーステナイト粒界への炭化物の析出が起きると、機械構造部品として必要な靱性が大幅に劣化することは言うまでもない。従って、120 ~ 300℃ の温度域においても高い転動疲労寿命を確保するには、オーステナイト粒界への炭化物析出を極力阻止し、オーステナイト粒内に炭化物を析出させることが必要であり、このためには浸炭の前組織に炭化物の析出サイトとなる核を分散させておくことが必要な訳である。

そこで、本発明者等はこのような観点から種々の調査を行った結果、次のような事実を見出したのである。

(a) 浸炭時に炭化物を粒界に析出させずに粒内に分散して析出させる核としては“浸炭時に析出する炭化物の結晶構造と同じもの”が最も良く、核としてこのようなものを選ぶことが析出サイトを最も有効に働かせる手立てとなる。従って、浸炭時に析出する炭化物が M<sub>3</sub>C 型の場合には、前組織に M<sub>3</sub>C 型の炭化物を予め分散しておけば、浸炭にて粒内に均一に炭化物を析出させることが

- 9 -

- 10 -

可能となる。

(b) そして、高炭素鋼の場合には炭化物析出浸炭の前組織として球状化焼鈍組織を利用することができ、核組織の球状化した炭化物は浸炭による炭化物の析出核として有効に作用し、同一結晶構造の炭化物の析出を促す。

(c) なお、前記核は浸炭中にマトリックス中へ完全に溶解してはならない。浸炭中に核(炭化物)がマトリックス中へ完全に溶解すると浸炭による炭化物の析出は粒界で優先的に生じることとなる。このため、炭化物析出浸炭は、核がマトリックスに完全に溶解しない“温度-時間バランス”で行う必要がある。

それ故、浸炭の前組織として球状化焼鈍組織を利用する場合には、球状化焼鈍炭化物を完全に溶解させない“温度-時間バランス”で浸炭処理を行うことが要求される。

なお、第1図は、直径約1mmの炭化物を有するS U J 2鋼の球状化焼鈍組織の溶解曲線を示している。この溶解曲線を境界として、その下方領域

の“温度-時間バランス”では球状化焼鈍炭化物は完全に溶解せず一部残存する。従って、このような“温度-時間バランス”で浸炭を行った場合には、浸炭中に球状化焼鈍炭化物は溶解せずに析出核として作用し、鋼の表層部に炭化物を均一に分散・析出させることができる。

第2図は、S U J 2鋼を第1図中に示した条件A、B、Cの“温度-時間バランス”で浸炭した際の鋼のミクロ組織を示しており、第2図(a)は条件A、第2図(b)は条件B、第2図(c)は条件Cで得られたものである。この第2図からも、浸炭中に析出核となるべき球状化焼鈍炭化物が完全に溶解する条件Aでは炭化物の析出が粒界に偏って生じるのに対して、球状化焼鈍炭化物が残存する条件B、Cでは粒内に炭化物が分散・析出するので均一な炭化物析出層を得られることが分かる。

(d) 従って、高炭素鋼をベースにし、その球状化焼鈍炭化物を炭化物析出の核として利用しつつ炭化物析出浸炭を行い、鋼表面の粒内に炭化物を微細に析出させると鋼の表面硬度と焼鈍軟化抵抗

- 1 1 -

が著しく上昇し、このように製造された軸受鋼では120~300℃の使用温度においても優れた転動疲労寿命を示すようになる。

(e) ただ、球状化焼鈍炭化物を核として利用し、浸炭によって供給されるCを炭化物としてオーステナイト粒内に分散した核に析出させても、実際にはオーステナイト粒界にも微量に炭化物が析出するのを防止することは困難である。この量は、核が全く無い時に比べると大きく減少はするが、強度に対する多少の影響を免れることはできない。しかしながら、鋼成分として適量のBを添加した高炭素B鋼をベースにした場合には、粒界の有害な析出炭化物をより一層減少させることが可能となり、一段と優れた強度向上効果を確保できるようになる。

本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、

「C: 0.7~1.5% (以降、成分割合を表わす%は重量%とする)。

Si: 2.0%以下、 Cr: 1.0~6%。

- 1 3 -

- 1 2 -

Ni: 3.0%以下

を含むか、或いは更に

B: 0.0010~0.0050%、Mo: 1.5%以下、

Nb: 0.01~1.0%、 V: 0.01~1.0%

の1種以上をも含み、残部がFe及び不可避免的不純物から成る鋼を球状化焼鈍した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理し、引き続いて900~750℃から焼入れ処理し、その後焼戻し処理とを施すことにより、常温から300℃程度の比較的高い温度の領域にかけて優れた転動疲労強度を示す軸受鋼を工業的に安定して提供し得るようにした点」

に大きな特徴を有している。

次に、本発明において適用鋼の化学成分組成及びその処理条件を前記の如くに限定した理由を説明する。

A) 鋼の化学成分組成

C

本発明では鋼のオーステナイト領域において炭化物析出焼鈍が行われるが、そのため高温のオー

ステナイト領域で析出核として利用する球状化焼鈍炭化物を安定に残存させておく必要がある。そして、Cには析出核となる球状化炭化物を高温のオーステナイト領域で安定させる作用があるのでその作用を利用すべく添加されるが、C含有量が0.7%未満では亜共析組織となってオーステナイト領域での球状化焼鈍炭化物の安定性が十分でなくなる。ところが、一方、Cには鋼の製造過程で中心に粗大炭化物の中心偏析を助長し、製品の機械的性質を劣化させる作用もある。そして、1.5%を超えてCを含有させると前記粗大炭化物が中心に残存し、熱処理によっても消失が困難になる。従って、C含有量は0.7~1.5%と定めた。

#### Si

Siは基体組織のマルテンサイトに固溶してマルテンサイトを強靱化する作用があり、これを通じて転動疲労強度を向上させる効果をもたらす。しかし、一方では、炭化物析出浸炭の際に炭化物を析出させにくくする作用もあり、2.0%を超えてSiを含有させると炭化物が析出しなくなる恐れが

ある。従って、Si含有量は2.0%以下と定めた。

#### Cr

Crは炭化物析出元素であり、炭化物析出浸炭の際の析出反応を促進する作用があるが、その含有量が1.0%未満では炭化物析出反応の促進作用が不十分で、浸炭処理中に核である球状化炭化物も凝集粗大化してしまい、転動疲労強度向上に寄与する炭化物分散組織を得ることができない。一方、Crは共晶点を低炭素側に移動させ、C量によっては焼造の際の粗大炭化物の中心偏析を助長して製品の機械的性質を劣化させる作用もあり、本発明のC含有量範囲では、Cr含有量が6%を超えると熱処理によっても消失が困難な粗大炭化物の中心偏析を避け難くなる。従って、Cr含有量は1.0~6%と定めた。

#### Ni

Niも、Siと同様、基体組織のマルテンサイトに固溶してこれを強靱化する作用を有しており、この作用を通じて転動疲労強度を向上させる効果を発揮するが、一方で、炭化物析出浸炭の際に炭化

- 15 -

物を析出させにくくする作用もある。特に、Ni含有量が3.0%を超えると炭化物の析出が不十分とことから、Ni含有量は3.0%以下と定めた。

#### B

Bは、浸炭時に粒界へ炭化物が析出するのを阻止し、120~300℃での転動疲労寿命を向上させる効果があるので必要により含有せしめられるが、その含有量が0.0010%未満であると上記効果が十分でなく、一方、0.0050%を超えて含有させてもより以上の向上効果が認められないことから、B含有量は0.0010~0.0050%と定めた。

#### Mo

Moは、Ni及びSiと同様、基体組織であるマルテンサイトに固溶して強靱化させる作用のほか、Crほどではないが浸炭地の炭化物析出反応を促進させる作用をも有していることから必要により含有せしめられるが、1.5%を超えて含有させても基体強靱化による転動疲労の向上効果が飽和してしまうので、Mo含有量は1.5%以下と定めた。

#### Nb及びV

Nb並びにVには、何れも浸炭中にCと結合してMC型の特殊炭化物となり、Fe、Crの炭化物と共に分散析出して転動疲労寿命を向上させる作用があるので、必要により1種又は2種が添加されるが、何れも含有量が0.01%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、1.0%を超えて含有させても転動疲労寿命の向上効果が飽和してしまう。従って、Nb及びVの含有量は、それぞれ0.01~1.0%と定めた。

#### B) 球状化焼鈍

球状化焼鈍は、浸炭処理の際の炭化物析出の析出サイトとなる核を形成するために必要不可欠な熱処理であり、浸炭処理後の鋼表面に炭化物を球状、微細に分散析出させる作用がある。従って、球状化焼鈍処理と浸炭処理の間に球状化焼鈍組織(特に炭化物の形態)を根本的に変える熱処理を行うべきでない。但し、機械加工、冷間鍛造、フェライト-パーライト域での軟化焼鈍等は球状化焼鈍組織の炭化物の形態を大幅に変えるものでもないので、これらの処理については球状化焼鈍後、

- 17 -

-117-

- 18 -

浸炭処理前に行うことができる。

#### C) 浸炭処理

浸炭処理は、先立つ球状化焼鈍で生成された炭化物を核にして更なる炭化物を球状微細に析出させ、鋼表面部の硬度や軟化抵抗を増大させて転動疲労寿命を向上させるために施される。

なお、上述のように転動疲労寿命の向上のためには表面硬度を上昇させることが必要であり、このためには炭化物の分散析出に加え、マトリックスを高炭素マルテンサイトにする必要がある。そして、高炭素マルテンサイトを得るためにはC固溶度が大きいオーステナイト領域で浸炭する必要がある。しかし、浸炭温度が750℃未満ではオーステナイト領域での浸炭が不可能となる。一方、1000℃を超える温度域で浸炭すると炭化物析出の核となる球状化焼鈍炭化物が消失するので、浸炭によって供給される炭化物はオーステナイト粒界に粗大化して析出することとなり、転動疲労寿命強度を劣化させる。従って、浸炭処理温度は750～1000℃と定めた。

- 19 -

スを高炭素マルテンサイトにするためにはオーステナイト域から焼入れる必要があるが、焼入れ温度が750℃未満であるとオーステナイト域からの焼入れが不可能となる。従って、焼入れ温度は900～750℃と定めた。

#### D) 焼戻し処理

焼戻しは、焼入れによって生成した高炭素マルテンサイトに韌性を付与するため施される。この場合、焼戻し温度は特に限定されるものではないが、軸受の使用温度よりも50～100℃高い温度で行うことが望ましい。

続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

#### (実施例)

##### 実施例 1

第1表に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた鑄塊を熱間鍛造して直径70mmの丸棒材を製作した。

次いで、試験番号35及び36を除く全ての鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により

浸炭処理の方法としては固体法、塩浴法、ガス法、イオン法があるが、何れの方法によっても本発明の目的を達成できるので特に限定する必要はない。また、浸炭時間については、製品によって必要な炭化物分散層の濃度が変わるのでそれに応じて適正な時間を選ぶ必要がある。

#### D) 焼入れ処理

焼入れ処理は、マトリックスを高炭素マルテンサイトに変態させ、炭化物析出層及び芯部の硬度を上昇させるために実施される。

ここで、焼入れによって高炭素マルテンサイトを得ようとするとき一般には高温相のオーステナイトがマトリックスの中に残留しがちである。これを残留オーステナイトと言うが、多量に残留すれば軸受駆動中の軸受の寸法安定性が劣化し、騒音や焼付の問題が生じる。そして、焼入れ温度が高くなるほど残留オーステナイトに多量に残留する。特に、900℃を超える温度域から焼入れを行うと急激に残留オーステナイトが増加し、軸受の寸法安定性を損なうようになる。一方、マトリック

- 20 -

第 1 表 の 1

試験 番号		通 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)											250℃における転動疲 勞寿命 (L <sub>10</sub> ) (hr)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Fe及び不純物	
本 発 明 例	1	1.01	0.25	0.41	0.008	0.003	1.52	0.01	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>4</sup>
	2	1.02	0.26	0.44	0.009	0.003	3.21	0.01	0.01	—	—	残	3.3×10 <sup>4</sup>
	3	0.89	0.23	0.42	0.008	0.004	5.81	0.01	0.01	—	—	残	6.1×10 <sup>4</sup>
	4	0.82	0.28	0.44	0.007	0.002	5.51	2.01	0.01	—	—	残	8.7×10 <sup>4</sup>
	5	0.89	0.33	0.43	0.009	0.003	5.66	2.89	0.01	—	—	残	9.1×10 <sup>4</sup>
	6	0.88	1.63	0.46	0.008	0.002	5.58	0.01	0.01	—	—	残	7.5×10 <sup>4</sup>
	7	1.02	0.26	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	1.03	—	—	残	6.2×10 <sup>4</sup>
	8	0.83	0.28	0.44	0.007	0.002	5.53	2.02	1.06	—	—	残	2.2×10 <sup>5</sup>
	9	0.89	1.63	0.46	0.008	0.002	5.58	0.01	1.01	—	—	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	10	1.02	0.26	0.44	0.009	0.003	3.23	0.01	0.01	0.053	—	残	3.9×10 <sup>4</sup>
	11	0.86	0.31	0.45	0.007	0.003	5.53	2.01	0.01	0.054	—	残	1.3×10 <sup>5</sup>
	12	0.88	1.63	0.45	0.008	0.002	5.67	0.01	0.01	0.061	—	残	7.3×10 <sup>4</sup>
	13	1.03	0.26	0.44	0.008	0.003	3.24	0.01	0.01	—	0.21	残	4.5×10 <sup>4</sup>
	14	0.88	0.30	0.46	0.007	0.004	5.53	2.02	0.01	—	0.28	残	1.1×10 <sup>5</sup>
	15	0.87	1.64	0.41	0.008	0.002	5.68	0.01	0.01	—	0.28	残	7.7×10 <sup>4</sup>
	16	0.88	0.24	0.44	0.008	0.003	5.51	2.02	0.01	0.053	0.35	残	1.9×10 <sup>4</sup>
	17	0.87	1.62	0.43	0.006	0.003	5.66	0.01	0.01	0.051	0.33	残	8.8×10 <sup>4</sup>
	18	1.03	0.26	0.44	0.007	0.003	3.26	0.01	0.99	—	0.38	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	19	0.84	0.28	0.44	0.008	0.002	5.54	2.02	1.03	—	0.35	残	2.5×10 <sup>5</sup>
	20	0.90	1.63	0.46	0.008	0.003	5.58	0.01	1.04	—	0.33	残	8.8×10 <sup>4</sup>
	21	0.88	0.24	0.43	0.008	0.003	5.66	2.02	1.04	0.053	0.38	残	2.8×10 <sup>5</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 2 2 -

第 1 表 の 2

試験 番号		通 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)											250℃における転動疲 勞寿命 (L <sub>10</sub> ) (hr)
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Fe及び不純物	
比 較 例	22	0.65	0.28	0.43	0.008	0.003	3.31	0.01	0.01	—	—	残	4.8×10 <sup>5</sup>
	23	1.55	0.26	0.43	0.008	0.002	3.21	0.01	0.01	—	—	残	1.3×10 <sup>5</sup>
	24	0.88	0.23	0.44	0.008	0.003	6.32	0.01	0.01	—	—	残	6.9×10 <sup>5</sup>
	25	1.00	0.27	0.43	0.009	0.002	0.73	0.01	0.01	—	—	残	4.9×10 <sup>5</sup>
	26	0.83	0.28	0.44	0.007	0.003	5.53	3.43	0.01	—	—	残	5.3×10 <sup>5</sup>
	27	0.89	0.33	0.43	0.009	0.003	5.63	3.38	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>5</sup>
	28	0.88	2.31	0.46	0.008	0.002	5.56	0.01	0.01	—	—	残	7.3×10 <sup>5</sup>
	29	1.02	0.26	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	1.53	—	—	残	6.6×10 <sup>4</sup>
	30	1.01	0.26	0.44	0.009	0.003	3.22	0.01	0.01	0.008	—	残	1.6×10 <sup>4</sup>
	31	1.02	0.27	0.44	0.009	0.003	3.23	0.01	0.01	1.21	—	残	1.4×10 <sup>4</sup>
	32	1.03	0.26	0.46	0.008	0.002	3.25	0.01	0.01	—	0.007	残	1.2×10 <sup>4</sup>
	33	1.03	0.26	0.45	0.009	0.003	3.24	0.01	0.01	—	1.180	残	3.8×10 <sup>4</sup>
従 来 例	34	0.21	0.25	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	0.01	—	—	残	5.4×10 <sup>3</sup>
	35	1.31	1.68	0.78	0.009	0.003	1.13	0.01	0.25	—	—	残	3.2×10 <sup>3</sup>
	36	0.98	0.26	0.43	0.008	0.003	1.38	0.01	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>4</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 2 3 -

直径 60 mm, 厚さ 7 mm の円盤とし、その後浸炭焼入れ、焼戻しを行い、表面を鏡面研磨して転動疲労試験片を作成した。

なお、浸炭焼入れは、900℃×10hrで浸炭し、850℃から200℃の油中に焼入れした。焼戻しは320℃×1hrで行った。

一方、試験番号35及び36の鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により直径60 mm, 厚さ7 mmの円盤状とし、その後800℃から200℃の油中への焼入れ、320℃×1hrの焼戻しを施して転動疲労試験片とした。

次に、上記要領で製作した試験片にて転動疲労試験を行った。試験条件は

接触応力: 560 ksf/mm<sup>2</sup>,

油温: 250℃,

鋼球: 3/8" 適正仕上軸受鋼に設定した。

これらの結果を第1表に併せて示す。

第1表に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材で

は、250℃での転動疲労寿命が何れも従来品に比べ約2~20倍向上していることが確認できる。これは、浸炭に先立って球状化焼鈍により炭化物の析出核を形成させておくと、浸炭時における炭化物の析出が均一微細に生じることによって、比較的高温域での転動疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。

#### 実施例 2

第2表の試験番号37~72に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた鋳塊を熱間鍛造して直径70 mmの丸棒材を製作した。

次いで、これらの鋼については、球状化焼鈍を施してから機械加工により直径60 mm, 厚さ7 mmの円盤とし、その後浸炭焼入れ、焼戻しを行い、表面を鏡面研磨して転動疲労試験片を作成した。

浸炭焼入れ及び焼戻しの条件は、実施例1の試験番号1~33の場合と同様であった。

なお、第2表に示した試験番号34~36(従来例)は実施例1に係わる第1表の試験番号34~36と同じであり、比較のため単に引用したものである。

- 24 -

- 25 -

第 2 表 の 1

試験 番号	適 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)												250℃における転動疲 勞寿命 (L <sub>50</sub> ) (hr)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Mo	Nb	V	Fe及び不純物		
本 発 明 例	37	1.00	0.26	0.41	0.008	0.003	1.53	0.01	0.0013	0.01	—	—	残	1.2×10 <sup>6</sup>
	38	1.00	0.27	0.42	0.007	0.004	1.52	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	1.4×10 <sup>6</sup>
	39	1.03	0.26	0.43	0.007	0.003	1.52	0.01	0.0043	0.01	—	—	残	1.4×10 <sup>6</sup>
	40	1.02	0.25	0.43	0.008	0.003	3.25	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	4.1×10 <sup>6</sup>
	41	0.88	0.23	0.42	0.006	0.003	5.81	0.01	0.0024	0.01	—	—	残	7.8×10 <sup>6</sup>
	42	0.87	0.24	0.43	0.007	0.004	5.83	1.99	0.0026	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	43	0.88	0.25	0.42	0.008	0.003	5.81	2.89	0.0025	0.01	—	—	残	1.2×10 <sup>7</sup>
	44	0.86	1.68	0.41	0.007	0.003	5.83	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	9.6×10 <sup>6</sup>
	45	1.03	0.24	0.42	0.006	0.004	3.26	0.01	0.0024	1.02	—	—	残	8.1×10 <sup>6</sup>
	46	0.88	0.23	0.43	0.008	0.004	5.58	1.97	0.0026	1.01	—	—	残	2.8×10 <sup>7</sup>
	47	0.84	0.24	0.41	0.008	0.005	5.83	0.01	0.0028	0.99	—	—	残	8.6×10 <sup>6</sup>
	48	1.02	0.23	0.44	0.007	0.003	3.25	1.98	0.0023	0.01	0.055	—	残	5.1×10 <sup>6</sup>
	49	0.83	0.23	0.43	0.008	0.004	5.85	0.01	0.0025	0.01	0.054	—	残	1.7×10 <sup>7</sup>
	50	0.82	1.67	0.42	0.007	0.003	5.86	0.01	0.0026	0.01	0.054	—	残	9.1×10 <sup>6</sup>
	51	1.00	0.22	0.43	0.006	0.003	3.24	0.01	0.0025	0.01	—	0.25	残	5.8×10 <sup>6</sup>
	52	0.86	0.25	0.41	0.007	0.003	5.84	1.97	0.0028	0.01	—	0.23	残	1.4×10 <sup>7</sup>
53	0.87	1.69	0.41	0.006	0.004	5.84	0.01	0.0026	0.01	—	0.23	残	9.9×10 <sup>6</sup>	
54	0.88	0.26	0.42	0.007	0.003	5.83	2.01	0.0024	0.01	0.054	0.35	残	2.4×10 <sup>7</sup>	
55	0.86	1.68	0.41	0.006	0.004	5.66	0.01	0.0026	0.01	0.051	0.38	残	1.1×10 <sup>7</sup>	
56	1.01	0.24	0.43	0.007	0.003	3.26	0.01	0.0025	0.98	—	0.35	残	8.6×10 <sup>7</sup>	

(注) 成分割合の鋼の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

第 2 表 の 2

試験 番号	適 用 鋼 の 化 学 成 分 (重量%)												250℃での3軸疲労 寿命 (L <sub>50</sub> ) (hr)	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	B	Mo	Nb	V	Fe及び不純物		
本 発 明 例	57	0.89	0.24	0.43	0.006	0.003	5.54	1.97	0.0023	1.03	—	0.34	残	3.3×10 <sup>7</sup>
	58	0.88	1.69	0.43	0.008	0.003	5.57	0.01	0.0024	0.97	—	0.36	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	59	0.86	0.23	0.41	0.006	0.004	5.53	1.99	0.0024	0.98	0.053	0.37	残	3.5×10 <sup>7</sup>
比 較 例	60	1.03	0.24	0.43	0.007	0.003	1.54	0.01	0.0007	0.01	—	—	残	1.1×10 <sup>7</sup>
	61	1.02	0.25	0.42	0.006	0.004	1.52	0.01	0.0056	0.01	—	—	残	1.3×10 <sup>6</sup>
	62	0.67	0.23	0.44	0.008	0.003	3.32	0.01	0.0028	0.01	—	—	残	6.2×10 <sup>5</sup>
	63	1.58	0.23	0.43	0.006	0.004	3.33	0.01	0.0026	0.01	—	—	残	1.7×10 <sup>5</sup>
	64	0.87	0.23	0.42	0.007	0.004	6.41	0.01	0.0023	0.01	—	—	残	8.8×10 <sup>5</sup>
	65	0.99	0.24	0.43	0.008	0.004	0.81	0.01	0.0024	0.01	—	—	残	6.1×10 <sup>5</sup>
	66	0.82	0.23	0.43	0.006	0.003	5.43	3.21	0.0025	0.01	—	—	残	6.7×10 <sup>5</sup>
	67	0.88	2.43	0.42	0.008	0.003	5.84	0.01	0.0026	0.21	—	—	残	9.5×10 <sup>5</sup>
	68	1.03	0.26	0.43	0.009	0.004	3.25	0.01	0.0025	1.58	—	—	残	8.6×10 <sup>5</sup>
	69	1.02	0.25	0.44	0.008	0.003	3.24	0.01	0.0024	0.01	0.008	—	残	2.1×10 <sup>5</sup>
	70	1.01	0.23	0.42	0.007	0.003	3.31	0.01	0.0023	0.01	1.230	—	残	1.5×10 <sup>5</sup>
	71	1.00	0.24	0.43	0.008	0.003	3.26	0.01	0.0025	0.01	—	0.007	残	1.6×10 <sup>5</sup>
	72	1.02	0.26	0.42	0.008	0.004	3.25	0.01	0.0023	0.01	—	1.200	残	4.9×10 <sup>5</sup>
従 来 例	34	0.21	0.25	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	—	0.01	—	—	残	5.4×10 <sup>5</sup>
	35	1.31	1.68	0.78	0.009	0.003	1.13	0.01	—	0.25	—	—	残	3.2×10 <sup>5</sup>
	36	0.98	0.26	0.43	0.008	0.004	1.38	0.01	—	0.01	—	—	残	6.8×10 <sup>4</sup>

(注) 成分割合の欄の「—」は「0.002%未満」であることを示している。

- 27 -

次に、上記の要領で製作した試験片にて転動疲労試験を行った。

この試験条件も、実施例1と同様であった。

これらの結果を第2表に併せて示す。

第2表に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材では、250℃での転動疲労寿命が何れも従来品に比べ約3～30倍向上していることが確認できる。これは、浸炭に先立つ球状化焼鈍による析出核生成と、Bによる粒界炭化物析出防止作用により、浸炭時における炭化物の析出が均一微細に生じることとなって、比較的高温度域での転動疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。

(効果の総括)

以上に説明した如く、本発明によれば、従来の軸受鋼に指摘された「120～300℃の使用温度で転動疲労寿命が低下する」と言う問題を解決し、常温から300℃の比較的高い温度までの広い使用温度域で優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を工業的に安定提供することが可能となり、自動

車におけるエンジン周辺部等の高い温度で使用される軸受の性能を一段と向上させ得るなど、産業上有用な効果がもたらされる。

#### 4. 図面の簡単な説明

第1図は、S U J 2鋼に係わる球状化焼鈍炭化物の溶解曲線である。

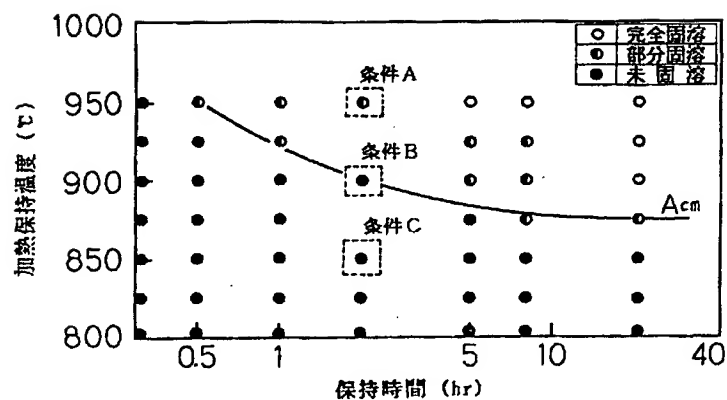
第2図は、球状化焼鈍-浸炭焼入処理後の組織を示す金属顕微鏡写真図であり、第2図(a)、第2図(b)、第2図(c)はそれぞれ浸炭処理条件が異なった場合を示している。

出願人 住友金属工業株式会社

代理人 弁理士 今 井 殷



第 1 図



第 2 図

